复 合 材 料 学 报　　第22 卷　第5 期　10 月　2005 年
Acta Materiae Compositae Sinica　　Vol. 22　No. 5　October　2005

文章编号: 1000-3851(2005) 05-0031-08

颗粒尺寸对颗粒增强型金属基复合材料动态特性的影响

于敬宇, 李玉龙*, 周宏霞, 徐　绯
(西北工业大学 航空学院, 西安 710072)

摘　要: 利用有限元模型分析了颗粒增强型金属基复合材料(PMMCs) Al/SiC 的颗粒尺寸对复合材料在不同应变率下的动态特性的影响。采用有限元三维立方体单胞模型嵌入单个和多个球形增强颗粒, 颗粒直径分别为16 μm和7.5 μm, 多颗粒模型内部颗粒随机分布。基体材料假设为弹塑性, 应变强化及应变率强化均符合指数规律。模拟结果表明: 颗粒尺寸、颗粒体积含量及应变率对金属基复合材料的动态特性的影响是相互耦合的。颗粒体积含量一定时, 颗粒尺寸越小, 复合材料流动应力越高; 颗粒含量越高, 材料流动应力越高; 应变率越高, 材料流动应力越高。

关键词: 有限元; 颗粒尺寸; 应变率; 金属基复合材料
中图分类号: TB 331　　**文献标识码**: A

INFLUENCE OF PARTICLE SIZE ON THE DYNAMIC BEHAVIOR OF PMMCs

YU Jingyu, LI Yulong*, ZHOU Hongxia, XU Fei
(School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The influence of particle size on the dynamic behavior of particle-reinforced metal-matrix composites was investigated through the finite element method under different strain rates. The three-dimensional cubic unit cell models which contained one or several SiC particles were employed. The diameters of the particles were 16 μm and 7.5 μm, separately. And the arrangement of the multi-particles inside the unit cell mode was random. The stress-strain behavior of the matrix material is assumed to be power-law strain hardening and coupled with power-law strain rate hardening. The simulation results show that the influence of particle size on the dynamic behavior of PMMCs is coupled with the volume fraction of the particle and the strain rate. The smaller the diameter of the particle, the better the reinforced effect, when the volume fraction of the particles is constant. The flow stress increases with the increasing of the particle volume fraction and strain rates.

Keywords: finite element method; particle size; strain rate; metal-matrix composites

金属基复合材料(MMCs) 特别是短纤维或陶瓷颗粒增强金属基复合材料(PMMCs) 由于其具有较高的比刚度、比强度及较好的耐磨性、热稳定性等力学性能并制备成功能梯度材料[1,2] 而在工业应用上具有很大的吸引力。随着对颗粒增强型金属基复合材料研究的不断深入, 人们发现颗粒增强金属基复合材料的力学行为很大程度上受颗粒形状、颗粒体积含量、基体特性以及颗粒尺寸的影响[3~6]。近年来, 越来越多的理论和实验研究证实[5,7,8~11], 增强颗粒尺寸对非匀质材料系统的变形与断裂的影响显著。与其他材料类似, 材料的强度与韧性不能兼而有之。一方面, 颗粒尺寸对提高材料的屈服强度和改善材料的塑性变形硬化行为有着重要的影响; 另一方面, 颗粒的破坏开裂及与基体的脱粘最终又将导致材料的韧性降低。Lloyd[7] 通过实验研究发现, 对于SiC 颗粒增强的Al 基复合材料, 同样的颗粒体积含量(15 %) 下, 颗粒尺寸比较小的复合材料有较高的屈服应力。刘龙飞等[8,9] 和Zhang 等[12] 的试验表明: PMMCs 的力学行为不但受到颗粒尺寸的影响, 而且与应变率紧密相关。凌中[13] 的实验研究了2124Al/SiC 复合材料变形行为与微结构效应, 发现材料的屈服应力主要取决于微结构

收稿日期: 2004-10-18; 收修改稿日期: 2005-03-10
基金项目: 国防基础科研项目"新型抗毁伤功能梯度材料的优化技术研究"(J1600E001)
通讯作者: 李玉龙, 教授, 博士生导师, 长江学者, 研究方向: 结构及材料的动态破坏　E-mail: liyulong@nwpu.edu.cn

尺度效应，并且发现颗粒对材料破坏损伤有一定贡献。Kiser 等[5] 通过试验指出，PMMCs 在承受拉伸载荷时由于颗粒的开裂造成材料局部软化，从而降低了复合材料的强度和延展性。唐春安等[14,15] 利用数值模拟的办法研究了PMMCs 的损伤破坏过程，指出增强颗粒和基体界面附近的破坏是复合材料的主要失效形式。显然，已有的对颗粒强化机制的各种基于均匀化思想的、仅含单个微结构参数(颗粒体积分数)的细观力学理论无法预测复合材料的尺寸效应。为了理解材料力学性能的尺寸依赖性，Fleck[16] 等发展了一种唯象性的应变梯度塑性理论，Huang，Gao[17~19] 和 Nix[20] 等人又进一步引入“几何必需位错”的概念，戴兰宏等[10] 和 Xue 等[11] 运用应变梯度塑性理论较好地解释了颗粒增强型金属基复合材料中的颗粒尺寸效应。

有限元数值模拟是研究增强颗粒尺寸效应的常见方法。传统的方法是基于材料局部力学行为的二维平面夹杂模型[5,21~23]，然而研究发现，二维模型所得出的结果往往与三维模型出入较大，所以最近随着计算机的发展，对计算能力要求较高的三维模型被越来越多的学者所采用[11,23~27]。Xue 等[11] 利用应变梯度塑性理论结合有限元单胞模型作了上述研究，指出，随着增强颗粒直径的递减，复合材料显示出越来越强的尺寸效应。Eckdchlager，Han 等[24,25] 利用立方体单胞夹杂增强颗粒模型研究了增强颗粒的破碎失效行为及颗粒分布对PMMCs 的力学行为和起始破坏的影响。Bao 等[26] 利用三维模型研究了PMMCs 在高应变率下的变形行为，指出，由于增强颗粒的影响，复合材料的应变率硬化要远远高于基体，并且与颗粒的百分含量有关。然而以上研究大部分只是单纯地针对某一方面，或者是颗粒尺寸对材料屈服行为的影响，或者只是应变率对材料屈服行为的影响，而对颗粒尺寸与应变率耦合在一起的作用没有进行深入剖析。本文中则采用数值模拟，通过有限元方法来模拟颗粒增强金属基复合材料的颗粒尺寸效应，并进一步研究不同颗粒增强的 MMCs 在不同应变率下的屈服行为。

1　模　型

1.1　材料模型

本文计算模型中材料的力学行为数据来自 Lloyd[7] 的关于SiC 颗粒增强的铝基复合材料(SiC 体积含量= 15 %) 实验。SiC 颗粒定义为线弹性和各向同性，杨氏模量 E_{SiC} = 427 GPa，泊松比 ν_{SiC} = 0.17。基体为铝合金，定义为弹塑性材料，Xue[11] 采用如下分段函数来描述其单轴应力-应变曲线。

$$\sigma = \begin{cases} E_{Al}\,\varepsilon & \varepsilon \le \sigma_y / E_{Al} \\ 464\,\varepsilon^{0.136}\ \text{MPa} & \varepsilon > \sigma_y / E_{Al} \end{cases}$$

其中Lloyd 给出了铝合金的弹性模量 E_{Al} = 76 GPa；σ_y 为屈服应力，可由分段函数在屈服点确定，其值为 σ_y = 208 MPa；泊松比 ν_{Al} = 0.33。基体铝合金应变强化规律采用上述拟合指数定律。基体铝合金应变率强化规律同样采用指数函数

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = 1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^m$$

其中：σ_0 和 $\dot{\varepsilon}_0$ 分别是参考应力和参考应变率；m= 0.45；$\dot{\varepsilon}_0 = 1.47 \times 10^5$。图1 所示为Lloyd[7] 做的基体铝合金的静态压缩试验和有限元软件 Abaqus 利用指数定律所模拟出来的应力-应变曲线的比较。图1 中显示，试验结果和模拟结果完全重合，指数规律能较准确地描述基体的塑性流动行为。

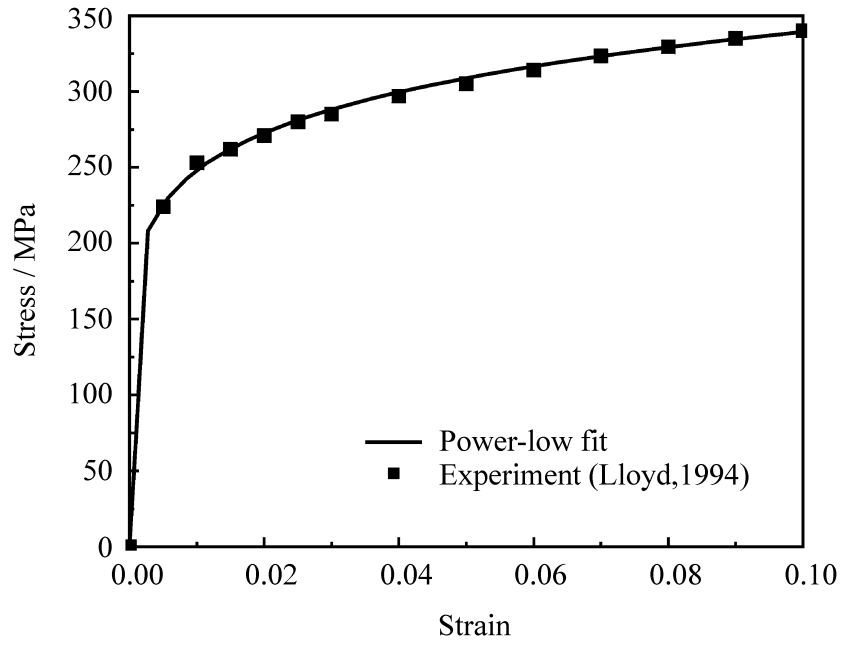

图1　基体铝合金的试验与指数定律拟合曲线比较

Fig. 1　Experimental and power-fit fitting curves of the matrix

1.2　有限元模型

有限元基本模型采用内含不同数目增强颗粒的立方体单胞模型，在增强颗粒体积分数一定的情况下，通过控制颗粒的数目来控制单胞模型的尺寸。颗粒为尺寸均一的球形，多颗粒在立方体内部随机分布，其位置由 MATLAB 随机函数程序给出，通过一定的限制条件使颗粒之间互相不重叠且不接触，颗粒中心距单胞边界规定最小距离，保证在划分有限元网格时不会产生畸变单元。颗粒和基体之间假设为理想连结状态，不发生脱落现象。

单胞各参数的关系由如下公式所确定。

$$V_f = \frac{n\frac{\pi}{6}d^3}{a^3} = n\frac{\pi}{6}\frac{d^3}{a^3}$$

式中：V_f 为颗粒体积含量；n 为单胞内颗粒数目；d 为球形颗粒直径；a 为立方体单胞边长。颗粒体积含量一定时，例如 $V_f = 15\%$，先确定 SiC 颗粒直径为16 μm 的模型中 SiC 颗粒个数为1，然后根据上述公式计算出立方体单胞的边长尺寸，再计算出此单胞中直径为7.5 μm 时的 SiC 颗粒的数目。这样，对于 SiC 颗粒直径分别为16 μm 和7.5 μm 的模型，就可以得到模型中颗粒的数目分别为1 和10(条件改变时可以达到更多的数目)，直径比为2.13∶1，如图2 所示。

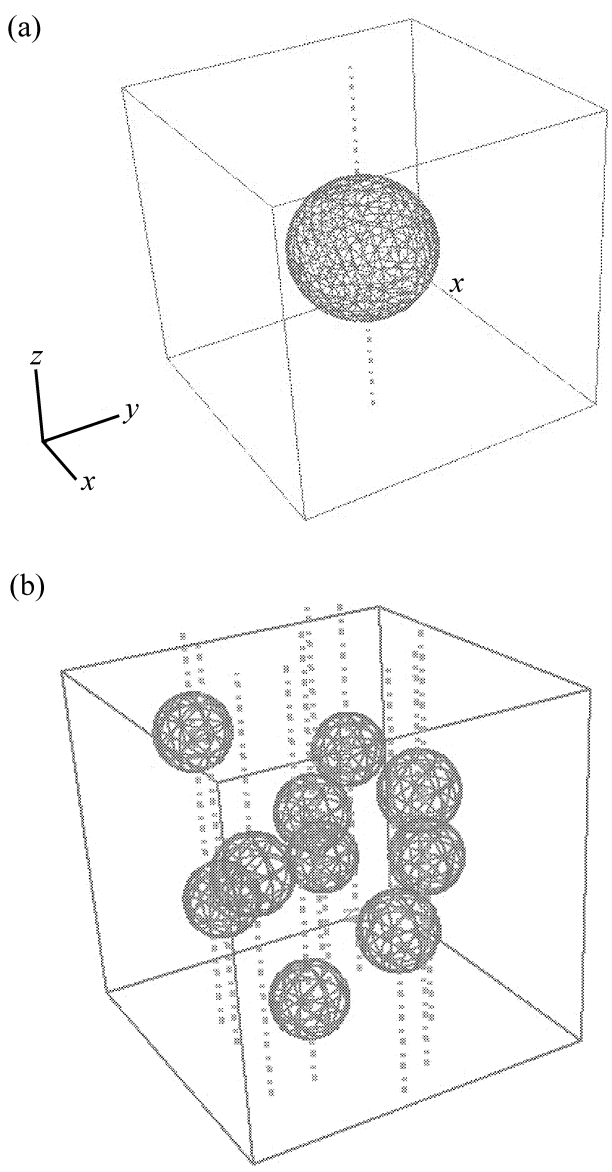

图2 模型1 颗粒体积分数为15 %

(a) 单颗粒(16 μm)；(b) 10 颗粒(7.5 μm)

Fig. 2 Model 1 Particles-in-box models ($V_f = 15\%$)

(a) 1 particle (16 μm)；(b) 10 particles (7.5 μm)

模拟计算是利用有限元软件 Abaqus 完成的。为了控制变形协调性，考虑周期性边界条件

$$z = 0,\ u_3 = 0;$$

$$z = a,\ u_3 = U_3;$$

$$x = 0,\ x = a,\ u_1 \text{ 与 } z \text{ 无关};$$

$$y = 0,\ y = a,\ u_2 \text{ 与 } z \text{ 无关}$$

U_3(压缩)为施加给单胞上表面的位移量。通过 Abaqus 中的 Equation 命令，首先，在 z = a 平面上使所有节点沿 z 方向的位移均为 U_3，然后使 x = 0 面上所有节点在1 方向上的位移保持一致，这样 x = 0 面在单胞变形过程中始终为平面。同理，利用 Equation 命令，使 x = a，y = 0，y = a，z = a 面在变形过程中也保持为平面，相邻单胞在承受载荷过程中的变形协调就得到了实现。在计算中通过施加上表面的位移，给定作用时间来控制加载的应变率。在 Abaqus 中对模型进行四面体网格剖分，单元为10 节点二次元，大概有17000 个四面体单元。名义应变由加载面变形位移除以单胞边长得到，名义应力由加载面上所有支反力之和除以加载面面积得到。分析是建立在初始应力水平为零的基础上的，不考虑实际情况的残余(热)应力。

2 有限元模拟结果讨论

Lloyd[7] 所用复合材料中增强颗粒的体积含量为15 %，两种不同颗粒直径分别为7.5 μm 和16 μm，其静态实验(应变率 10^{-4})曲线如图3 所示。在图3 中可以看出，直径为7.5 μm 的 SiC 颗粒增强的复合材料的流动应力明显高于16 μm 颗粒增强的复合材料。虽然有限元模拟结果稍微低于试验结果，但两者基本上是吻合的。模拟结果较低的原因可能是因为没有考虑试验中复合材料的残余应力、颗粒形状的不规则性及复合材料中的损伤等因素。如果把材料加工过程中的热失配应力(颗粒与基体热膨胀系数的不同)、颗粒形状的不规则性等

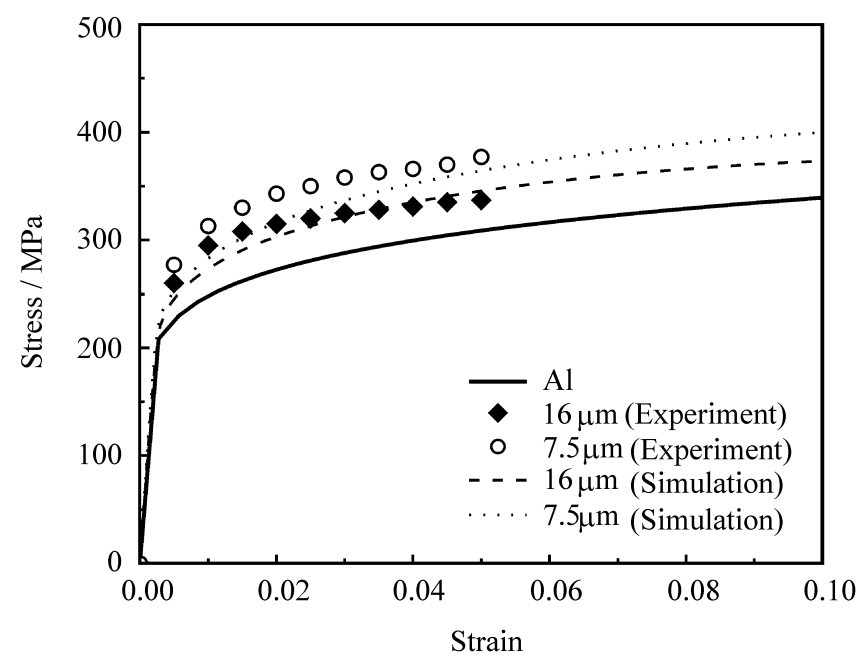

图3 SiC 体积含量为15 % 的复合材料试验与模拟应力-应变曲线

Fig. 3 The stress-strain curves of experiment and simulation ($V_f = 15\%$)

因素考虑在内(视具体情况而定)，进一步细化颗粒和基体的界面关系，那么这种简单的三维单胞模型就可能很好地模拟复合材料中增强颗粒的尺寸效应，甚至在设计和加工前预测某种材料的力学性能。在图3 的实验结果中，应变大于5 % 时，直径为16 μm 的颗粒增强的复合材料的应力-应变曲线有与基体应力-应变曲线相交的趋势，即复合材料的应变硬化要小于基体的应变硬化。而在模拟结果中却没有这种趋势，这是因为在模拟中没有考虑颗粒的开裂及颗粒与基体之间的破坏作用。Li 和 Ramesh[28,29] 的实验结果表明：当应力-应变达到一定程度时，复合材料内部发生损伤，增强颗粒随之开裂，大颗粒破碎成小颗粒，从而降低复合材料流动应力；或者基体与颗粒之间粘结失效，使复合材料流动应力降低，导致复合材料应变硬化行为小于基体。

图4 表示的是在不同颗粒含量下(应变率 = 10^{-4}，静态)的应力-应变曲线比较，颗粒直径仍旧分别是7.5 μm 和16 μm。可以看出，当颗粒体积含量为5 % 时，两种不同尺寸颗粒增强的复合材料的流动应力相差不大；随着颗粒含量的增加，不同直径的颗粒对复合材料流动应力的影响越来越大。这充分显示出了增强相的颗粒尺寸与体积含量对复合材料力学性能影响的耦合作用，颗粒尺寸大小和体积含量的高低共同决定着复合材料的流动应力的大小，有关的实验[7] 也证实了这一点。从图3 和图4 中可以看出，在应变达到一定程度(2 %) 以后，复合材料的应力-应变曲线与基体的应力-应变曲线基本上平行，复合材料基本上和基体材料具有相同的硬化性质，其屈服行为主要取决于基体材料。

图5 所示为颗粒含量为15 % 的复合材料分别在应变率为10^{-4}、10^{0}、10^{2} 和10^{3} 时的应力-应变曲线，图5(a) 和图5(b) 分别对应颗粒直径为16 μm 和7.5 μm 的两种情况。从图5 中可以看出，无论是小颗粒还是大颗粒，应变率为10^{0} 时的流动应力虽然稍微大于应变率为10^{-4} 时的流动应力，但没有太大的差异。当应变率达到10^{2} 和10^{3} 时，应力-应变曲线明显上扬，应变率硬化效应明显增加。应变率越高，流动应力越大，这也显示了应变率硬化效应与应变硬化效应对复合材料力学性能的影响的耦合作用，增强颗粒尺寸大小和应变率的高低共同决定着复合材料流动应力的大小。这和刘龙飞等[8] 的实验结果吻合。图6 是在应变率为10^{3} 时三种不同颗粒

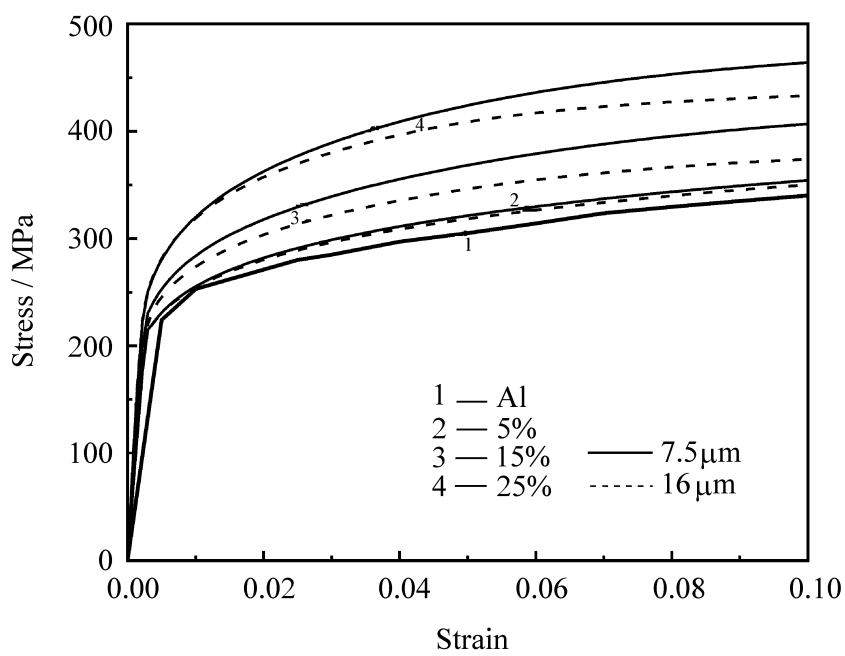

图4　不同颗粒含量(5 %、15 %、25 %) 的复合材料应力-应变曲线(静态)

Fig. 4　The stress-strain curves of different particle volume fractions

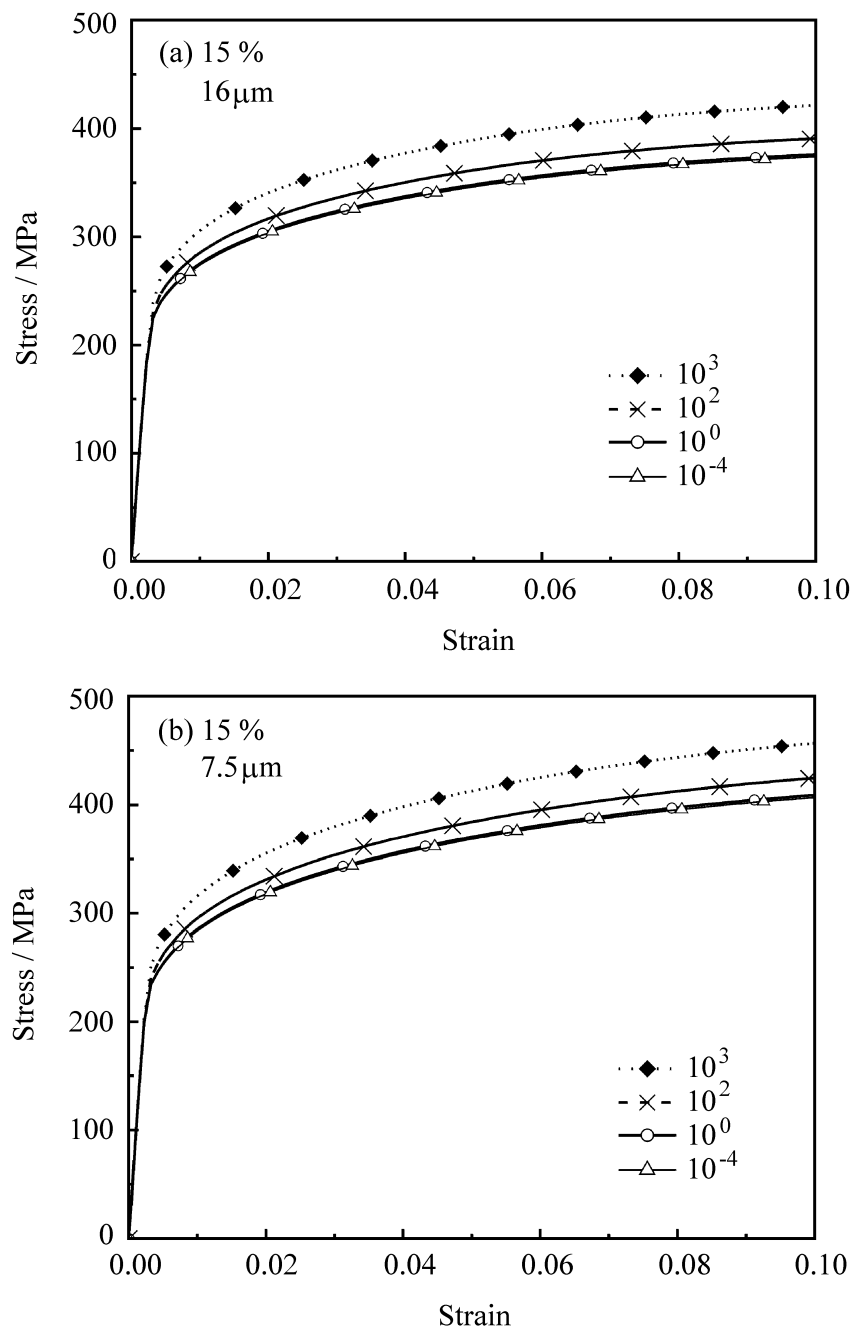

图5　不同应变率下的复合材料应力-应变曲线

(a) 16 μm 颗粒；(b) 7.5 μm 颗粒

Fig. 5　The stress-strain curves of PMMCs under different strain rates (a) 16 μm; (b) 7.5 μm

体积含量的流动应力曲线。从图6 中可以看出，动态压缩时，颗粒体积含量越高，复合材料的流动应力水平越高，并且小颗粒增强效果好于大颗粒增强效果，这和图5 所显示的趋势是一致的。不同的颗粒体积含量对应变率的敏感程度不同，低含量的复合材料对应变率的敏感程度要低一些。

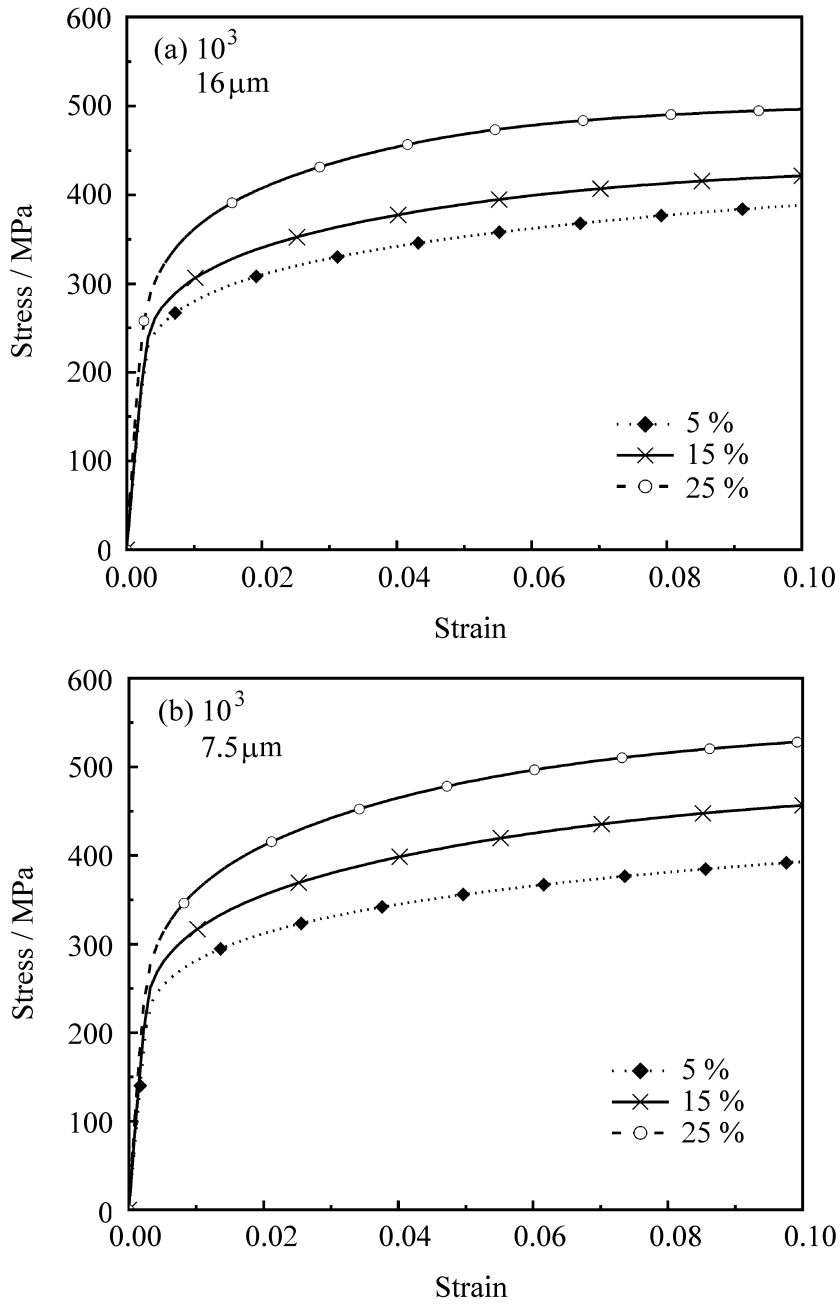

图6　不同颗粒含量在相同应变率(10^3) 下的应力-应变曲线

(a) 16 μm 颗粒；(b) 7.5 μm 颗粒

Fig. 6　The stress-strain curves of PMMCs with the different particle volume fractions under same strain rates

(a) 16 μm；(b) 7.5 μm

为了验证所取模型的有效性，我们在前面模型的基础上发展了另外一种三维有限元对比模型，单胞中的颗粒并不是完全“湮没”于立方体中，而是其中有一部分颗粒位于单胞的界面上。这样尽可能减少了颗粒堆积分布的影响，颗粒在单胞中的分布更加随机了，如图7 所示。

在图7(a) 中，立方体单胞的八个顶点分别“镶嵌”1/8 个16 μm 的SiC 颗粒，图7(b) 中共有14 个7.5 μm 的SiC 颗粒，其中边界上有9 个，内部有5 个，加载方式及边界条件与前面相同。图8

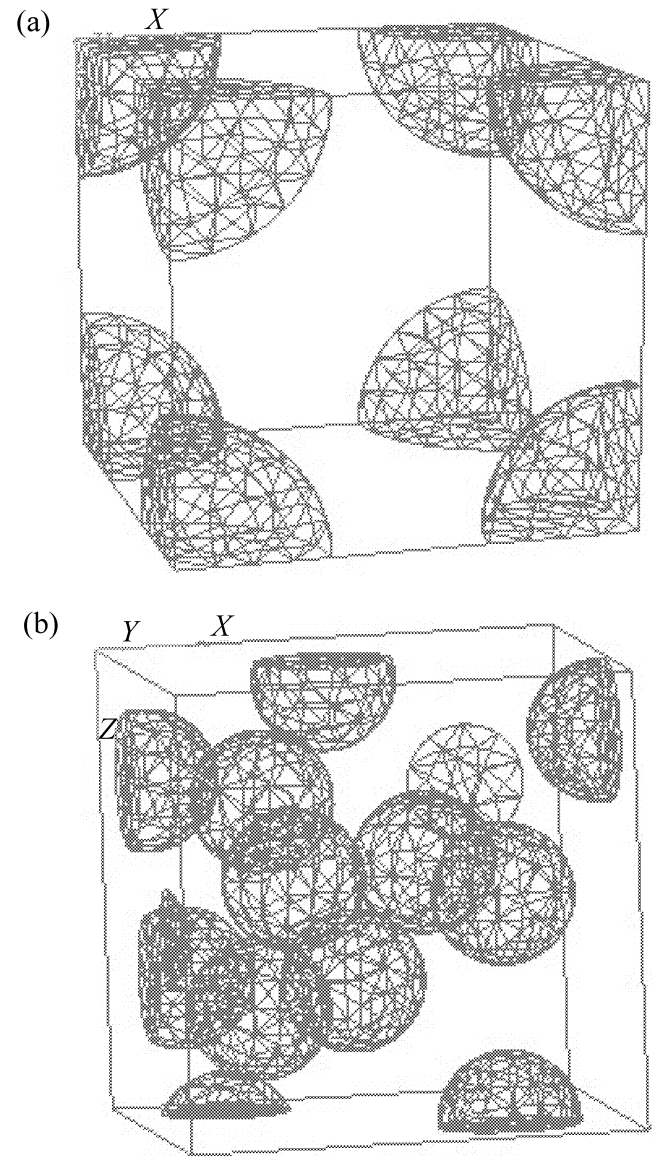

图7　模型2　消除堆积效应的对比模型

(a) 16 μm 颗粒增强模型；(b) 7.5 μm 颗粒增强模型

Fig. 7　Model 2　The cubic models without cluster effect

(a) 16 μm；(b) 7.5 μm

是两种模型所得到的计算结果的比较。从图8 中可以看出，除了体积含量为15 %、直径为16 μm 的颗粒增强的复合材料应力-应变曲线两种模型基本上重合外，颗粒完全随机分布的模型其流动应力明显低于颗粒分布有堆积效应的模型，颗粒的分布规律对模型计算结果有一定的影响，Leon[23] 所做的各种不同有限元单胞模型的比较结果也证实了这一点。从图8 中还可以看出，颗粒分布的影响是随着颗粒体积含量的增加越来越大的，流动应力在颗粒分布的影响下对颗粒体积含量的变化是十分敏感的。基本上，颗粒分布具有堆积效应的模型，其模拟结果更接近实验，这也许是因为颗粒分布的堆积效应刚好弥补了一部分的残余应力等计算中没有考虑到的因素。

许多研究都对PMMCs 的强化机理给出了不同的解释，其中位错强化被认为是金属基复合材料的一种重要的强化机制。一般认为，由于基体和增强颗粒的热膨胀系数不同，使基体在制备过程中产生局部塑性变形而形成高密度位错，导致强化，而位

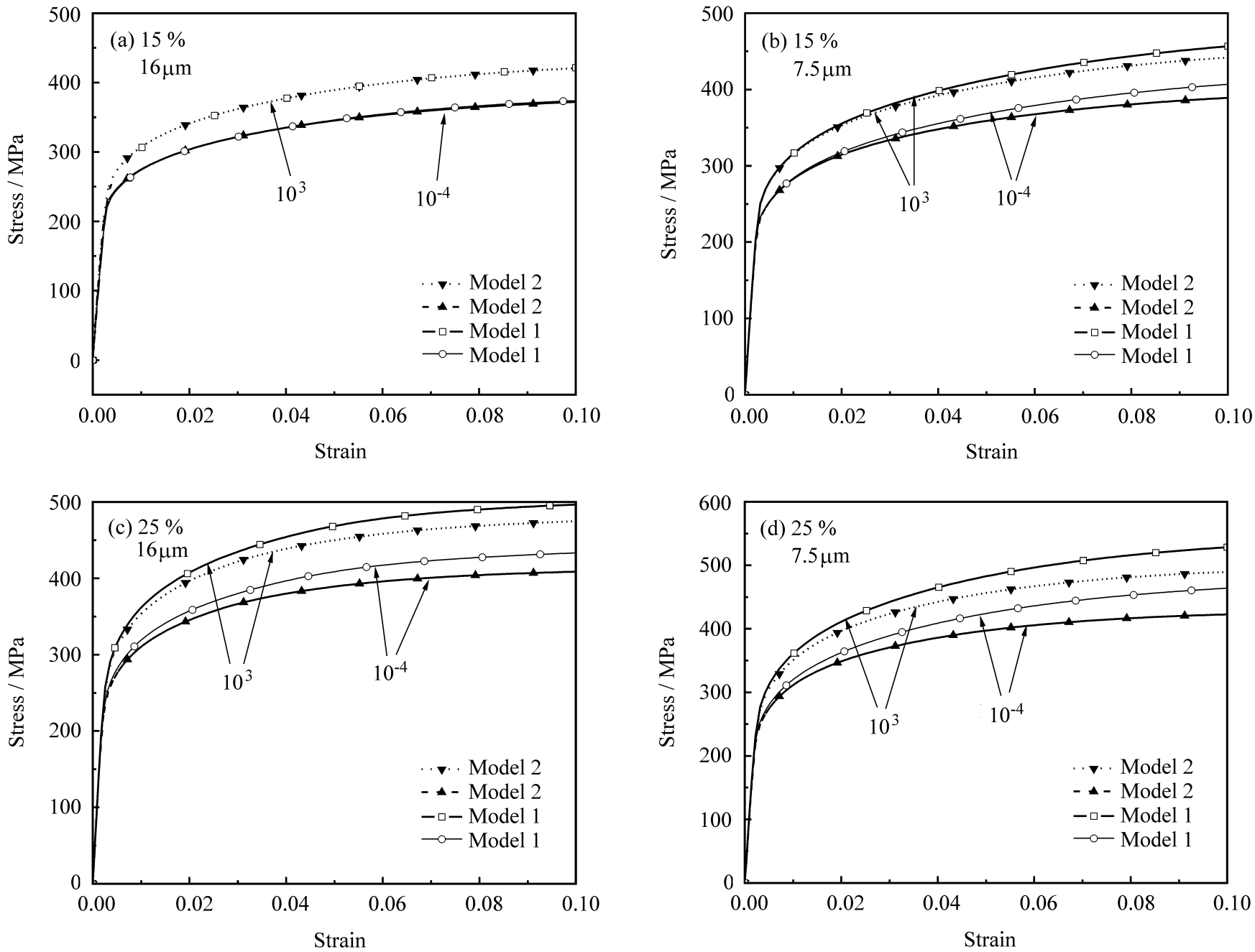

图8　两种模型计算结果的比较

Fig. 8　The comparison of the two kinds of models

错强化主要取决于颗粒的尺寸和体积含量，尺寸效应则主要由与变形协调相应的几何必需位错(密度)控制，由于颗粒附近存在着因热错配以及模量的不同而引起的材料形状的畸变，因此必然在颗粒周围积聚一定数量的几何必需位错以协调这种畸变。当颗粒含量一定时，增强颗粒尺寸越小，在变形时产生的几何必需位错密度越高，从而导致应变梯度越大，强化效果越好，材料承受载荷的能力越强。

3　结　论

利用有限元对比模型分析了颗粒增强型金属基复合材料(PMMCs) Al/SiC 的颗粒尺寸对复合材料在不同应变率下动态特性的影响。模型采用包含球形SiC 颗粒的立方体晶胞。模拟结果表明:

(1) 对于颗粒含量一定的复合材料，达到相同应变时，颗粒越小，流动应力越高。

(2) 应变一定时，颗粒含量越高，流动应力越高。

(3) 应变率越高，复合材料的流动应力也越高，其应变硬化性质基本上取决于基体。

(4) 颗粒的分布规律对模型计算结果有一定的影响，颗粒有堆积效应的模型结果更接近实验。

致谢: 本文得到黄玉珊先生基金部分资助。

参考文献:

[1] 郭　成，郭生武，程　羽，等. SiC 颗粒增强铝合金基梯度复合材料拉伸力学性能及其评价[J]. 复合材料学报，2003，20(4): 23-28.

Guo Cheng, Guo Shengwu, Cheng Yu, et al. Tensile mechanical properties and the evaluation of aluminium alloy matrix gradient composites reinforced with SiC particles [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2003, 20(4): 23-28.

[2] 郭　成，程　羽，易树清，等. SiC 颗粒增强铝合金基梯度复合材料的制备与压缩性能[J]. 复合材料学报，1999，16(1): 8-13.

Guo Cheng, Cheng Yu, Yi Shuqing, et al. Study of fabrica-

tion and compressive performance of aluminium alloy matrix gradient composites reinforced with SiC particles [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(1): 8 - 13.

[3] 权高峰, 柴东朗, 宋余九, 等. 增强体种类及含量对金属基复合材料力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 1999, 16(2): 62 - 66.
Quan Gaofeng, Chai Donglang, Song Yujiu, et al. Effects of category and content of reinforcements on mechanical properties of metal matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(2): 62 - 66.

[4] 罗兵辉, 柏振海. SiC 增强颗粒含量对6066 铝合金组织及力学性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2001, 29(8): 43 - 46.
Luo Binghui, Bai Zhenhai. Microstructure characteristic and mechanical properties of 6066Al/SiC$_P$ composites [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2001, 29(8): 43 - 46.

[5] Kiser M T, Zok F W, Wilkinson D S. Plastic flow and fracture of particulate metal matrix composite [J]. Acta Mater, 1996, 44(9): 3465 - 3476.

[6] 徐 绯, 李玉龙, 郭伟国. 高应变率下颗粒形状、含量和基体特性对金属基复合材料力学行为的影响[J]. 复合材料学报, 2003, 20(6): 36 - 41.
Xu Fei, Li Yulong, Guo Weiguo. Influences of particle shape, volume fraction and matrix materials on the compressive behavior of MMCs [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2003, 20(6): 36 - 41.

[7] Lloyd D J. Particle reinforced aluminum and magnesium matrix composites [J]. Int Mater Rev, 1994, 39(1): 1 - 23.

[8] 刘龙飞, 戴兰宏, 杨国伟. SiC 颗粒增强金属基6151 Al 复合材料中的增强颗粒尺寸效应[J]. 湘潭大学自然科学学报, 2001, 23(4): 46 - 50.
Liu Longfei, Dai Lanhong, Yang Guowei. Reinforced particle dimension effect in SiC$_P$ particle reinforced metal based 6151 Al composite [J]. Natural Science Journal of Xiangtan University, 2001, 23(4): 46 - 50.

[9] 刘龙飞, 戴兰宏, 凌 中, 等. 冲击剪切载荷下SiC$_P$/6151Al 复合材料变形局部化及增强颗粒尺寸效应[J]. 复合材料学报, 2002, 19(4): 51 - 55.
Liu Longfei, Dai Lanhong, Ling Zhong, et al. Localized deformation and particle size-effect in particle-reinforced SiC$_P$/6151Al composites under impulsive shear loadings [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2002, 19(4): 51 - 55.

[10] 戴兰宏, 凌 中, 白以龙. 颗粒增强金属基复合材料变形强化中的应变梯度效应[J]. 高压物理学报, 2001, 15(1): 5 - 11.
Dai Lanhong, Ling Zhong, Bai Yilong. Strain gradient effects on the strengthening behaviors of particle reinforced metal matrix composites [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2001, 15(1): 5 - 11.

[11] ue Z, Huang Y, Li M. Particle size effect in the metallic materials: A study by the theory of mechanism-based strain gradient plasticity [J]. Acta Materialia, 2002, 50(1): 149 - 160.

[12] hang H, Ramesh K T, Chin E S C. High strain rate response of aluminum 6092/BC composites [J]. Materials Science and Engineering, 2004, 384(1): 26 - 34.

[13] 凌 中. 2124 Al/SiC 复合材料的动态变形行为及微结构效应[J]. 力学学报, 1998, 30(4): 442 - 448.
Ling Zhong. The deformation behavior and microstructure effect of 2124 Al/SiC$_P$ under impact loading [J]. Acta Mechanical Sinica, 1998, 30(4): 442 - 448.

[14] 唐春安, 傅宇方, 林 鹏. 颗粒增强复合材料基体破坏过程的数值模拟分析[J]. 复合材料学报, 1999, 16(3): 110 - 117.
Tang Chunan, Fu Yufang, Lin Peng. Numerical approach to failure process in brittle and heterogeneous matrix filled with particles [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(3): 110 - 117.

[15] 唐春安, 傅宇方, 朱万成. 界面性质对颗粒增强复合材料破坏模式影响的数值模拟分析[J]. 复合材料学报, 1999, 16(4): 112 - 120.
Tang Chunan, Fu Yufang, Zhu Wancheng. Numerical approach to effect of interface properties on failure modes in particle filled composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(4): 112 - 120.

[16] leck N A, Muller G M, Ashby M F, et al. Strain gradient plasticity: Theory and experiments [J]. Acta Mater, 1994, 42(2): 475 - 487.

[17] ao H, Huang Y, Nix W D, et al. Mechanism-based strain gradient plasticity —— Ⅰ. Theory [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1999, 47(6): 1239 - 1263.

[18] uang Y, Gao H, Nix W D, et al. Mechanism-based strain gradient plasticity —— Ⅱ. Analysis [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2000, 48(1): 99 - 128.

[19] uang Y, Qu S, Hwang K C, et al. A conventional theory of mechanism-based strain gradient plasticity [J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(4 - 5): 753 - 782.

[20] ix W D, Gao H. Indentation size effects in crystalline materials: A law for strain gradient plasticity [J]. J Mech Phys Solids, 1998, 46(3): 411 - 425.

[21] u D, Schmauder S, Soppa E. Influence of geometry factors on the mechanical behavior of particle and fiber-reinforced composites [J]. Computational Materials Science, 1999, 15(3): 295 - 301.

[22] u G K, Guo G, Baptiste D. A micromechanical model of influence of particle fracture and particle cluster on mechani-

cal properties of metal matrix composites [J]. Computational Materials Science, 1998, 9(3-4): 420-430.

[23] eon L, Mshnaevky Jr. Three-dimensional numerical testing of microstructures of particle reinforced composites [J]. Acta Materialia, 2004, 52(14): 4177-4188.

[24] ckdchlager A, Han W, Bohm H J. A unit cell model for brittle fracture of particles embedded in a ductile matrix [J]. Computational Materials Science, 2002, 25(1-2): 85-91.

[25] an W, Eckdchlager A, Bohm H J. The effects of three-dimensional multi-particle arrangements on the mechanical behavior and damage initiation of particle-reinforced MMCs [J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(11): 1581-1590.

[26] ao G, Lin Z. High strain rate deformation in particle reinforced metal matrix composites [J]. Acta Mater, 1996, 44(3): 1011-1019.

[27] hawla N, Ganesh V V, Wunsch B. Three-dimensional (3D) microstructure visualization and finite element modeling of mechanical behavior of SiC particle reinforced aluminum the composites [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(3): 161-165.

[28] i Y, Ramesh K T, Chin E S C. The compressive viscoplastic response of an A359/SiC$_P$ metal-matrix composite and of the A359 aluminum alloy matrix [J]. International Journal of Solid and Structures, 2000, 37(51): 7547-7562.

[29] i Y, Ramesh K T, Chin E S C. Viscoplastic deformations and compressive damage in an A359/SiC$_P$ metal-matrix composite [J]. Acta Mater, 2000, 48(7): 1563-1573.

中国知识资源总库

中国科技期刊精品数据库

收录证书

通过对《中国期刊全文数据库》中近8000种期刊10年的引文分析与综合评价，经《中国知识资源总库》专家委员会审核，遴选500种科技类期刊编辑出版“中国科技期刊精品数据库”，《复合材料学报》被正式选入。特发此证。

编号：(J) 045

发证时间：2004 年 5 月

《中国知识资源总库》编辑委员会